

团球共晶体增强奥氏体钢基自生复合材料的干摩擦磨损行为研究

梁高飞¹, 许振明¹, 姜启川², 李建国¹

(1 上海交通大学 材料科学与工程学院, 上海 200030;

2 吉林大学 材料学院, 吉林 长春 130025)

摘要: 利用 M PX-2000 型主轴盘-销式摩擦磨损试验机和扫描电子显微镜研究了团球状共晶体增强奥氏体钢基自生复合材料 (EAMC) 的干摩擦磨损行为。结果表明, 根据 EAMC 的磨损量随载荷变化的关系, 可以将其磨损划分为轻微磨损、严重磨损的过渡阶段和严重磨损等 3 个阶段, 前 2 个阶段的磨损机制主要为磨粒磨损, 而第三阶段的磨损机制为氧化磨损。同基体合金奥氏体中锰钢相比, 在中、低载荷下, 由于硬质相团球状 γ_2 (Fe, Mn)₃C 共晶体强化高韧性奥氏体基体具有基体和增强相的双重特性并发生二者的强韧性耦合, 因此 EAMC 的抗磨性能优于基体合金; 在高载荷下, 剥落的共晶体使磨损表面产生局部变形, 降低氧化激活能, 使得 EAMC 的耐磨性降低。团球共晶体增强相可以有效减小试盘和试销的热量线扩散长度, 增大摩擦热的散失空间, 从而降低摩擦表面温度; 此外, 团球共晶体有利于 EAMC 在较高温度下依然保持室温时的强度, 故 EAMC 发生严重磨损的外载荷高于基体合金奥氏体中锰钢。

关键词: 团球共晶体; 自生复合材料; 耐磨性

中图分类号: TG142.22

文献标识码: A

文章编号: 1004-0595(2003)02-0112-04

20 世纪 70 年代初, 金属基复合材料已广泛用于航空航天和汽车等领域, 其耐磨性研究受到了广泛关注^[1-8]。然而在干摩擦工况下, 复合材料的摩擦磨损过程较为复杂, 影响因素较多, 不同研究者报道的结果往往存在较大差异^[1]。因此有必要结合具体工况条件分析复合材料的磨损行为和耐磨机制。

本文作者利用 Ca-Si 系合金对钢液进行变质处理, 在铸态下直接获得了团球状 γ_2 (Fe, Mn)₃C 两相共晶体增强奥氏体钢基自生复合材料 (EAMC), 考察了干摩擦条件下, EAMC 以及基体合金奥氏体中锰钢在不同磨损阶段的磨损率随载荷的变化情况; 探讨了增强相团球共晶体对 EAMC 抗磨性能及磨损阶段转变的影响。

1 实验部分

采用 5 kg 中频感应电炉, 通过不氧化法熔炼得到 EAMC。当钢液温度达 1 600 时进行插铝脱氧并加入钙硅系铁合金进行变质处理, 然后在砂型中浇铸试样。试样的化学成分 (以质量分数计) 为: 1.21% ~ 1.49% C, 6.81% ~ 7.32% Mn, 1.0% ~ 1.8% Si,

< 0.038% P, < 0.025% S, < 0.025% O。通过磨光加工获得尺寸为 10 mm × 10 mm × 55 mm 的无缺口冲击试样, 利用 SFC3 型冲击韧性测量仪测量其冲击韧性, 分别利用 WPM 型布洛维硬度计和 HXD 1000 型显微硬度计测量试样的宏观硬度 (HB) 和微区硬度 (HV); 采用 VDA5 图像分析仪观察试样金相组织。

将试样线切割制成尺寸为 ϕ 10 mm × 10 mm 的摩擦磨损试验用试样, 在 M PX-2000 型主轴盘-销式摩擦磨损试验机上考察其在室温干摩擦条件下的摩擦磨损性能; 试验条件: 载荷为 30~250 N, 转动速度为 0.67 m/s, 试验时间 20 min, 偶件为 45# 钢。试验前, 超声清洗试样和偶件, 然后置入烘箱内, 在 100 下干燥 12 h。利用精度为 0.1 mg 的光学天平测定试样的磨损质量损失, 取 3 次试验的平均值作为最终磨损质量损失 (ΔG), 进而将磨损质量损失转化为体积磨损率 R , 其定义为:

$$R = \frac{\Delta G}{vt\rho} \quad (1)$$

式中: v 为转动速度 (m/s); t 为试验时间 (s); ρ 为密

基金项目: 国家自然科学基金资助项目 (50001008)。

收稿日期: 2002-06-17; 修回日期: 2002-09-08/联系人许振明, e-mail: Zmxu@sjtu.edu.cn

作者简介: 梁高飞, 男, 1979 年生, 博士生, 目前主要从事凝固理论和凝固技术以及钢基自生复合材料研究

度(g/cm^3). 利用 S-570 型扫描电子显微镜(SEM) 观察分析试样磨损表面形貌

2 结果与讨论

2.1 EAMC 的组织结构

图 1 所示为 EAMC 的组织形貌光学显微照片。

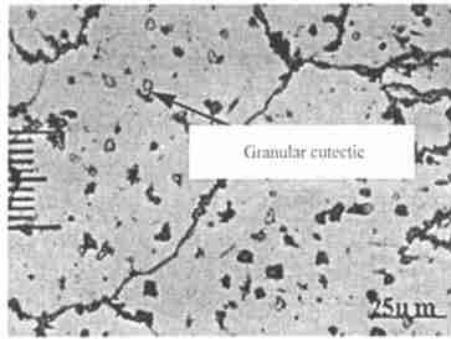


Fig 1 Metallographic structure of *in-situ* EAMC (optical micrograph)

图 1 EAMC 的金相结构

可见, EAMC 中含有大量均匀分布于奥氏体基体中的

团球状质点。电子衍射分析结果表明, 团球状质点为奥氏体(γFe)与渗碳体 $[(\text{Fe}, \text{Mn})_3\text{C}]$ 两相共晶体^[9]。共晶体显微硬度约为 800HV , 而基体的显微硬度仅约为 275HV 。

对共晶体增强相进行图像分析, 结果列于表 1。可以看出, 团球共晶体尺寸细小, 圆度较高, 在基体中呈弥散分布。从合金强化理论分析, 弥散和细小的共晶体有利于阻止位错滑移, 从而提高合金的强度^[10]。EAMC 的冲击韧性(α_k)为 $27.9 \sim 30.9 \text{ J}/\text{cm}^2$, 硬度为 $230 \sim 255\text{HB}$ 。可见, EAMC 具有良好的强韧性耦合, 这是其具有优异耐磨性的基础。

2.2 EAMC 的磨损性能

图 2 示出了不同载荷下 EAMC 及基体合金奥氏体中锰钢的摩擦磨损试验结果。可见, EAMC 的磨损率同载荷密切相关, 按照不同载荷下磨损率的大小可将 EAMC 的磨损划分为轻微磨损($10^{-3} \text{ mm}^3/\text{m}$)、严重磨损($10^{-2} \text{ mm}^3/\text{m}$)及二者之间的过渡阶段等 3 个阶段。基体合金奥氏体中锰钢的磨损率随载荷变化的关系与此相似。在低、中载荷(200 N)条件下,

表 1 共晶体增强体的图像分析结果

Table 1 Image analytical result of granular eutectics by VDAS

Sample	Volume fraction/%	Diameter/ μm	Roundness	Average spacing/ μm
EAMC	8~10	8	0.75~0.95	11.26

EAMC 的磨损率比奥氏体中锰钢的低, 且 EAMC 发生严重磨损时的载荷(200 N) 远比相应奥氏体中锰

钢的(125 N)高。面存在犁沟, 同时可见犁沟两侧因塑性变形而形成内隆起, 磨屑形状类似于金属切削加工, 因此在该阶段 EAMC 的磨损机制为磨粒磨损[图 3(a)]。在中等载荷下, EAMC 磨损表面呈现剧烈塑性变形迹象和沟槽, 磨损机制仍然为磨粒磨损, 同时在磨损表面存在团球共晶体脱落后留下的孔洞, 磨屑呈较规则的层片状[图 3(b)], 因此可以判断 EAMC 在该阶段还具有剥层磨损特征。

而在高载荷下, 磨损表面比较平滑, 并分布有大量白色质点[图 3(c)], EDAX 分析结果表明白色质点为 Fe 的氧化物。因此, EAMC 在高载荷下的磨损机制主要为氧化磨损。

在中、低载荷下, 随着摩擦磨损试验的进行, 基体材料发生强烈的塑性流动, 从而使 EAMC 中的团球共晶体在稳定磨损阶段作为主要的承载体承受外界载荷的垂直分力, 减小磨粒对 EAMC 的犁削作用; 另外, 在塑性优异的奥氏体基体保护下, 团球共晶体可以有效地阻止磨粒的切向分力作用, 减小犁沟长度[见图 3(a)]。因此, 在中、低载荷下, 团球共晶体可以

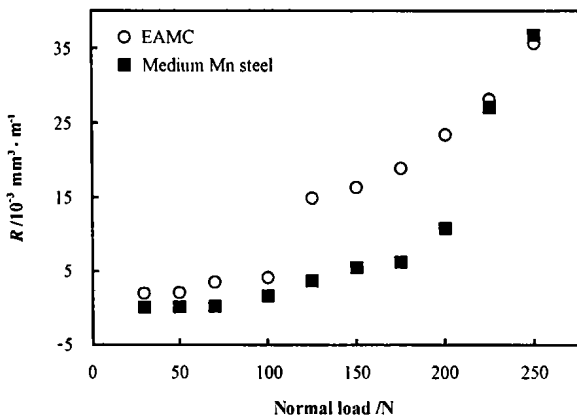


Fig 2 Relationship among wear rates of EAMC and matrix alloy and load

图 2 EAMC 及基体合金体积磨损率 R 随载荷的变化关系

钢的(125 N)高

图 3 分别示出了 EAMC 在低、中和高载荷下的磨损表面形貌 SEM 照片。可见, 在低载荷下磨损表



Fig 3 SEM morphologies of worn surfaces of EAMC at low, medium, and high load

图 3 不同载荷下 EAMC 磨损表面形貌 SEM 照片

起到减小磨粒对 EAMC 犁削的深度和长度作用,从而减轻 EAMC 的磨损

在高载荷下,由于团球共晶体陷入奥氏体基体中,此时奥氏体基体成为 EAMC 主要的承载体, EAMC 摩擦表面温度急剧升高,从而发生氧化磨损。此时,外力的水平分量大于奥氏体基体对共晶体的约束作用,共晶体在循环外力作用下发生剥落。另外,剥落的共晶体使磨损表面局部产生较大变形,从而降低氧化激活能,加剧氧化作用^[11,12]。根据 Quinn 氧化磨损理论^[13],激活能降低,在单位氧化作用时间内单位面积上氧化物的质量增长加快,从而使得磨损量增大^[14]。

根据临界转变温度理论^[15],磨损表面温度与外载荷成正比,材料向严重氧化磨损转变的条件是磨损表面的温度超过材料熔点的 0.42 倍左右。团球共晶体增强相可以有效减小摩擦副盘和销的热量线扩散长度,并增大摩擦热的散失空间,从而降低摩擦表面温度。另外,同基体合金相比较, EAMC 中由于存在团球共晶体,当磨损表面温度升高时,仍可以较好地保持室温下的强度^[1]。因此, EAMC 发生严重磨损的外载荷比基体合金奥氏体中锰钢的高。

3 结论

a 按照 EAMC 的磨损随载荷变化的关系,可以将其在干摩擦条件下的磨损过程划分轻微磨损(低载)、严重磨损的过渡阶段(中载)和严重磨损(高载)等 3 个阶段。前 2 个阶段的主要磨损机制为磨粒磨损,而严重磨损阶段的磨损机制为氧化磨损。

b 在低、中载荷下,团球共晶体可以有效地减小磨粒对 EAMC 犁削的深度和长度,从而减轻 EAMC 的磨损;而在高载荷下,剥落的共晶体使磨损

表面局部产生较大变形,从而加剧氧化磨损,降低了 EAMC 的耐磨性能。

c 团球共晶体使得 EAMC 向严重磨损的转变推迟,故 EAMC 发生严重磨损的外部载荷比基体合金奥氏体中锰钢的高。

参考文献:

- [1] Alpas A T, Zhang J. Effect of microstructure (Particulate Size and Volume Fraction) and Counterface Material on the Sliding Wear Resistance of Particulate-Reinforced Aluminum Matrix Composites[J]. *Metall Trans*, 1994, A25: 969-983.
- [2] Zhang J, Alpas A T. Wear regions and transitions in Al₂O₃ particulate-reinforced aluminum alloys[J]. *Mater Sci Eng A*, 1993, 161: 273-284.
- [3] Zhang Z F, Zhang L C, Mai Y W. Wear of ceramic particle-reinforced metal matrix composites[J]. *J Mater Sci*, 1995, 30: 1961-1966.
- [4] Pramila Bai B N, Ramasesh B S, Surappa M K. Dry sliding wear of Al 356-A l-SiC_p composites[J]. *Wear*, 1992, 157: 295-304.
- [5] Zhai Hongxiang (翟洪祥), Yang Yong (杨勇). Periodicity and Randomness of Sliding Wear of SiC-Particulate Reinforced 6061 Aluminum Alloy in Sliding against a Rubber-based Composite (SiC 颗粒增强 6061 铝合金滑动磨损的周期性与随机性) [J]. *Tribology (摩擦学学报)*, 2002, (1): 23-27.
- [6] Wang Naiyan (王耐艳), Tu Jiangping (涂江平), Liu Maosen (刘茂森), et al. Dry Sliding Friction and Wear Behavior of Cu-Nanosized TiB₂ In-situ Composites (Cu-纳米 TiB₂ 原位复合材料的摩擦磨损性能) [J]. *Tribology (摩擦学学报)*, 2002, 22 (6): 414-418.
- [7] Ning Liping (宁莉萍), Wang Jingbo (王静波), Ouyang Jilin (欧阳锦林), et al. Effect of copper and graphite on the mechanical and tribological properties of Fe-based oil-containing self-lubricating composites (铜和石墨对铁基含油自润滑复合材料机械及摩擦学性能的影响) [J]. *Tribology (摩擦学学报)*, 2001,

- 21 (5): 335-339
- [8] Tu Jiangpin (涂江平), Meng Liang (孟亮), Liu Maosen (刘茂森), *et al.* Friction and Wear Properties of A118B4O33Whisker-reinforced AC4C Al Alloy Matrix Composites under Dry Sliding Conditions (干摩擦条件下 A118B4O33晶须增强 AC4C 铝基复合材料的摩擦磨损特性) [J]. Tribology (摩擦学学报), 2000, 20 (1): 1-5
- [9] Xu Zhenming (许振明). 团球碳化物奥氏体—贝氏体抗磨钢的组织与性能[D]. Harbin (哈尔滨): Harbin Institute of Technology (哈尔滨工业大学), 1996
- [10] Zhao Xihong (赵希宏), Tan Yongning (谭永宁), Yu Qian (余乾). The microstructure and properties of the TB₂ particle strengthened NiAl-based alloy (TB₂ 质点强化 NiAl 基合金的组织性能) [J]. J Mater Eng (材料工程), 2001, (6): 24-30
- [11] Straffelini G, Trabucco D, Molinari A. Oxidative wear of heat-treated steels[J]. Wear, 2001, 250: 485-491.
- [12] Bhattacharyya S. Strength of Metals and Alloys [M]. Proc 5th Int Conf Aachen, Pergamon Press, 1979.
- [13] Quinn T F J, Sullivan J L, Rowson D M. Origins and development of oxidational wear at low ambient temperatures [J]. Wear, 1984, 94: 175-191.
- [14] Wen Shizhu (温诗铸). Tribology Principle (摩擦学原理) [M]. Beijing (北京): Tsinghua University Press (清华大学出版社), 1990
- [15] Ashby M F, Kong A S, Abulawi J. Tribology: User Manual [M]. Cambridge: Cambridge University Press, 1991.

Wear Resistance of In-situ Austenite Steel Matrix Composites Reinforced with Granular Eutectics

LIANG Gao-fei¹, XU Zhenming¹, JIANG Qi-chuan², LI Jian-guo¹

(1. School of Materials Science and Technology, Shanghai Jiaotong University, Shanghai 200030, China;

2. School of Materials Science, Jilin University, Changchun 130025, China)

Abstract: Austenite matrix composites reinforced with granular $\gamma_2(\text{Fe, Mn})_3\text{C}$ binary eutectics (abbreviated as EAMC) were prepared by means of non-oxidation melting in a medium frequency inducing oven. The wear resistance of the resulting composites in dry sliding against AISI-1045 steel was examined on a pin-on-disc test rig. The structure of the composites was observed with an optical microscope, while the worn surface morphologies were observed with a scanning electron microscope. As the results, three regimes including mild wear regime, the transition regime from slight wear to serious wear, and serious wear regime were identified for the composites, by taking into account the relationship between the wear rates and the applied load. The composites were characterized by abrasive wear in the mild wear regime and the transition regime, and by oxidation wear in the severe wear regime. The better wear resistance of the composites than that of the austenite medium Mn steel at low and medium loads was attributed to the strengthening function of $\gamma_2(\text{Fe, Mn})_3\text{C}$ binary eutectic. At higher loads, the flake-shaped granular eutectic embedded into the austenite matrix led to severe oxidation wear and hence increased wear rate of EAMC. The composites experienced a transition to the severe wear regime at a higher load as compared with the matrix alloy, owing to the better thermal dissipation ability and strength-retaining ability at elevated temperature in the presence of the granular eutectic particles.

Key words: granular eutectic; in-situ composite; wear resistance

Author: LIANG Gao-fei, male, born in 1979, Ph. D., e-mail: lgf79810@sjtu.edu.cn